

明 細 書

鋼／アルミニウムの接合構造体

5 技術分野

本発明は、アルミニウム材料の優れた軽量性、耐食性と鋼材の優れた機械強度を兼ね備えた鋼／アルミニウムの接合構造体に関する。

背景技術

- 10 アルミニウム、アルミニウム合金等のアルミニウム材料は、軽量で耐食性に優れていることを活用し種々の分野で使用されており、強度が要求される用途では厚肉化により要求強度を満足させている。しかし、厚肉化はアルミニウム材料の長所である軽量性を損ない、コンパクトな設計に対応する構造部材としても適当でない。
- 15 機械強度の良好な鋼材をアルミニウム材料と積層するとき、厚肉化しなくても必要強度が得られる。アルミニウム材料と鋼材との積層には、ボルトナット、リベット、嵌め合せ等の機械的結合法が採用されている。しかし、機械的結合法では優れた継手が得られがたく、生産性も低い。アルミニウム材料／鋼材の溶接接合が可能になると、機械的結合法に比較して生産性が格段に高く、良好な特性を
- 20 もつ鋼／アルミニウムの接合構造体を得られる。ところが、通常の熔融接合法で鋼材をアルミニウム材料と接合すると、非常に脆弱な金属間化合物が接合界面に多量生成し接合強度が著しく低下する。

- 金属間化合物は、鋼材、アルミニウム材料の原子が界面で相互拡散反応することにより生成する。特開 2003-33885 号公報では、拡散反応を律速する反応温度、時間等を摩擦溶接時に適正管理することにより金属間化合物の生成を抑えている。しかし、摩擦溶接による接合であるので継手設計に工夫を要し、接合工程を簡略化する上では改善の余地がある。スポット溶接の適用も検討されており、特開平 6-39588 号公報では熔融アルミニウムめっき鋼板をアルミニウム材料に抵抗溶接する方法を紹介している。
- 25

- 5 溶融アルミニウムめっき鋼板は、表層に溶融アルミニウムめっき層があることから接合時にアルミニウム材料と同様な挙動を示すと考えられがちである。しかし、接合界面は、スポット溶接時に Al の融点 (660°C) を超える高温に加熱される。高温加熱で生成した溶融 Al に下地鋼／めっき層界面の Al-Fe-Si 三元合金層から Fe, Si 等が拡散すると、溶接時の冷却過程で Fe が再析出し、拡散係数の大きな Si が溶融 Al に分散される。その結果、冷却後の接合界面を観察すると接合界面全域に脆弱な Al-Fe 二元合金層が生成したナゲットが検出され、接合強度が著しく低い継手となる。
- 10 接合強度に及ぼす Al-Fe 二元合金層の悪影響を抑制するため、特開 2003-145278 号公報では接合界面に占める金属間化合物の割合を規制している。金属間化合物の生成を抑制するため溶融アルミニウムめっき鋼板を正極側、アルミニウム材料を負極側にしてスポット溶接時の発熱を溶融アルミニウムめっき鋼板に偏らせる方法を採用しているが、依然として金属間化合物の多量生成が避けられない。
- 15

発明の開示

- 本発明は、スポット溶接時の高温加熱で溶融した Al に拡散し再析出する Fe, Si の挙動を調査・検討した結果として完成されたものであり、溶融アルミニウムめっき層の Fe, Si 濃度を適正管理することにより Al-Fe 二元合金層の悪影響を抑え、接合強度の高い鋼／アルミニウムの接合構造体を提供することを目的とする。
- 20

- 本発明の鋼／アルミニウムの接合構造体は、Si : 3~12 質量%, Fe : 0.5~5 質量%, 残部が実質的に Al の組成をもつ溶融アルミニウムめっき層が設けられためっき鋼板にアルミニウム又はアルミニウム合金をスポット溶接で積層している。接合界面に占める Al-Fe 二元合金層の面積比率が 90%以下に抑えられ、下地鋼と溶融アルミニウムめっき層との界面に生じている Al-Fe-Si 三元合金層と接合界面の Al-Fe 二元合金層との間に合金層消失域が存在している。
- 25

図面の簡単な説明

図 1A は、スポット溶接した普通鋼鋼板／アルミニウム合金板の接合界面を示す模式図

図 1B は、溶融アルミニウムめっき鋼板／アルミニウム合金板の接合界面を示す模式図

図 2 は、下地鋼とめっき層との界面に N 濃縮層がある溶融アルミニウムめっき鋼板をアルミニウム合金板にスポット溶接したときに形成されるナゲットの断面を溶接サイクルごとに模写した図

図 3 は、溶接サイクルに応じたナゲット径，合金層消失域の幅，Al-Fe 二元合金層の幅の変化を示すグラフ

発明を実施するための最良の形態

次いで、図面を参照しながら本発明を具体的に説明する。

溶融アルミニウムめっき鋼板とアルミニウム板とのスポット溶接に際しては、溶融アルミニウムめっき鋼板 1，アルミニウム材料 2 を重ね合わせて電極 3 で押さえ込み、たとえば 3kN 程度の加圧条件下、溶接電流：15～25kA，通電：3～40 サイクル／60Hz で通電する。通電による発熱で接合部のアルミニウム材料 2，溶融アルミニウムめっき層 4 が溶融し、相互拡散反応によって融合する。

下地鋼 5 とめっき層 4 との界面に生成している Al-Fe-Si 三元合金層 6 から溶融 Al に Fe，Si が溶け込み、接合界面では Al-Fe-Si 三元合金層 6 が消失する。下地鋼 5 から溶融 Al に溶け込む Fe もある。溶け込んだ Fe は溶接時の冷却過程で再析出し、脆弱な Al-Fe 二元合金層 7 が接合界面に生成されがちである。接合界面全域に Al-Fe 二元合金層 7 が生成すると、接合強度が極端に低下したナゲット 8 が形成される（図 1A）。他方、Al-Fe 二元合金層 7 がナゲット 8 の全域まで成長しておらず、めっき層 4 が下地鋼 5 に直接密着した合金層消失域 9 が存在すると、合金層消失域 9 で接合状態が保たれる（図 1B）。合金層消失域 9 が広がるほど、接合強度が高くなる。

本発明者等は、図 1B の接合界面が得られる条件を種々調査・検討した結果、被接合材である溶融アルミニウムめっき鋼板のめっき層組成が接合界面の Al-

Fe 二元合金層生成に大きな影響を及ぼしていることを見出した。すなわち、Si : 3~12 質量%, Fe : 0.5~5 質量%を含む溶融アルミニウムめっき層が形成されているめっき鋼板をアルミニウム材料とスポット溶接で接合する場合、合金層消失域 9 のある接合界面が形成され、接合強度が向上する。

5

溶融アルミニウムめっき層の Si, Fe 濃度が Al-Fe 二元合金層の生成に及ぼす影響は、次のように推察される。

Al-Fe 二元合金層 7 は、スポット溶接時の高温加熱で生成した溶融 Al に溶け込んだ Fe が冷却過程で再析出した結果である。溶融 Al に対する Fe の溶込み量は、下地鋼/めっき層の Fe の濃度勾配に影響され、濃度勾配が大きいほど（換言すれば、めっき層の Fe 濃度が低いほど）多くなる。溶出した Fe は、拡散係数が比較的小さいので下地鋼 5 の近傍に存在し、冷却過程で多量の Al-Fe 二元合金層 7 となって接合界面に再析出する。そこで、めっき層 4 の Fe 濃度を予め高くしておくこと、下地鋼 5 からめっき層 4 に溶け込む Fe が少なくなり、結果として Al-Fe 二元合金層 7 の生成が抑えられる。

実際、めっき層 4 の Fe 濃度が 0.5 質量%以上になると、後述の実施例でもみられるように、電極 3 の中心部では Al-Fe 二元合金層 7 が生成するものの、中心部に比較して投入熱量の少ない電極 3 の周辺部では Fe の溶込みが抑えられ、合金層消失域 9 が形成される。しかし、めっき層 4 の Fe 濃度が 5 質量%を超えると、却って接合強度が低下し、耐食性、加工性等、溶融アルミニウムめっき層本来の特性にも悪影響を及ぼすので好ましくない。

下地鋼 5 から溶融 Al への Fe 拡散は、下地鋼 5 とめっき層 4 との界面に Fe 拡散防止層を形成することによっても抑えられる。Fe 拡散防止層としては、ブレージング用アルミニウムめっき鋼板（特開平 9-228018 号公報）として本出願人が開発した N 濃縮層が有効である。N 濃縮層によって下地鋼 5 から溶融 Al に溶け込む Fe が少なくなるので、接合界面に生成する脆弱な Al-Fe 二元合金層 7 が一層減少し、接合強度の高い接合構造体を得られる。

Fe に比較して拡散係数が大きな Si がスポット溶接時の高温加熱で Al-Fe-Si 三元合金層 6 から溶融 Al に拡散すると、Al-Fe-Si 三元合金層 6 が消失する。

めっき層 4 の Si 濃度を 3~12 質量%と高めに設定しておくことにより、Al-Fe-Si 三元合金層 6 から熔融 Al への Si 拡散が遅延して Al-Fe-Si 三元合金層 6 の消失が抑制され、接合界面を除く個所で下地鋼 5 に対するめっき層 4 の密着性が確保される。Si 濃度の増加に応じて Al-Fe 二元合金層 7 が減少する傾向も
5 窺われ、結果として接合強度が向上する。

めっき原板には低炭素鋼、中炭素鋼、低合金鋼、ステンレス鋼等があり、用途に応じて Si, Mn, Cr, Ni, Al 等を添加した鋼種が使用される。なかでも、Al-Fe の相互拡散作用を抑制する N を 0.002~0.020 質量%添加しためっき原板
10 が好ましい。N 添加鋼をめっき原板に使用する場合、有効 N 量を確保するため Al 含有量を 0.03 質量%以下に規制する。

めっき原板を熔融アルミニウムめっき浴に浸漬して引き上げると、めっき原板に随伴してめっき浴から持ち上げられた熔融めっき金属が凝固し、熔融アルミニウムめっき層を形成する。熔融アルミニウムめっき層の厚さは、引上げ直後の鋼
15 帯に対するワイピングガスの吹付け等の付着量制御によって調整され、厚膜にするほど Al-Fe 二元合金層の成長が遅延されるが、良好な加工性を確保する上で 5~70 μ m の範囲で選定することが好ましい。

接合強度の高い鋼/アルミニウムの接合構造体を得るために、熔融アルミニウムめっき層に含まれる Si, Fe の含有量をそれぞれ Si : 3~12 質量%, Fe : 0.5
20 ~5 質量%に規制する。ここでいう Si, Fe の含有量は、下地鋼 5 と熔融アルミニウムめっき層 4 との界面に形成される合金層を含まない値である。Al-Fe の相互拡散反応に大きな影響を及ぼさない Ti, Zr, B, Cr, Mn 等の元素は、溶接性以外の特性向上が必要な場合に適宜含有させることができる。

25 N : 0.002~0.020 質量%を含む鋼板をめっき原板として熔融アルミニウムめっきした後、特定条件下で加熱処理すると熔融めっき時に生成した合金層と下地鋼の界面に N 濃縮層が生成する。濃縮層の N 含有量が 3.0 原子%以上になると Al-Fe の相互拡散が著しく抑制され、鋼/アルミニウムの接合構造体として好適な熔融アルミニウムめっき鋼板が得られる。N 濃縮層による Al-Fe の相互拡

散抑制作用は、溶融めっき後の加熱処理条件を一定にすると下地鋼のN含有量が多くなるほど向上する。しかし、0.02 質量%を超える過剰量の N を含む場合、めっき原板自体の製造性が低下する。

- 5 相手材のアルミニウム材料は、材質に特段の制約が加わるものではないが、展伸材である限り大半のアルミニウム又はアルミニウム合金を使用できる。

アルミニウム材料に含まれる Fe も、溶融アルミニウムめっき層と同様に Al-Fe 二元合金層の生成・成長を抑制する作用を呈するが、下地鋼と溶融アルミニウムめっき層との界面反応である Al-Fe 二元合金層の生成・成長に関しては溶融アルミニウムめっき層中の Fe に比較して遥かに影響が小さい。したがって、アルミニウム材料自体の耐食性、加工性等を考慮してアルミニウム材料の Fe 濃度を 1.0 質量%以下に規制することが好ましい。

- 10 アルミニウム合金は、3.0 質量%以下、特に 1 質量%前後の Si 及び 0.1~1.5 質量%の Mg を添加し、時効処理等の熱処理で微細な Mg_2Si を析出させると必要強度が付与される。 Mg_2Si 析出による強度向上を図る上では、Si 含有量の下
15 限を 0.1 質量%に設定することが好ましい。1.5~6 質量%の Mg を添加すると、固溶強化によっても高い強度が得られる。このような効果は 0.1~6.0 質量%の Mg, 3.0 質量%以下の Si でみられ、要求強度に応じて Mg, Si 含有量が定められる。しかし、6 質量%を超える過剰量の Mg が含まれるとスポット溶接時に欠
20 陥が発生しやすくなり、3 質量%を超える過剰量の Si が含まれるとアルミニウムマトリックスに粗大な析出物又は晶出物が生成して接合強度が低下する場合がある。

- 接合構造体は、所定サイズに裁断された溶融アルミニウムめっき鋼板、アルミニウム材料を重ね合わせ、所定ピッチでスポット溶接することにより製造される。
25 溶接電流、通電時間の組合せにより溶接条件が定められるが、溶接電流の増加に応じて接合強度が高くなる。通電：12 サイクル/60Hz では、溶接電流を 12kA 以上に設定することにより 3kN 以上の良好な引張剪断強度が得られる。溶接電流 25kA では、5 サイクル/60Hz 以上で 3kN 以上の引張剪断強度が得られる。

〔実施例 1〕

C : 0.04 質量%, Si : 0.01 質量%, Mn : 0.20 質量%, P : 0.01 質量%, S : 0.007 質量%, Al : 0.010 質量%, N : 120ppm を含む板厚 1.0mm の冷延鋼板に
5 Si : 9.2 質量%, Fe : 1.8 質量%を含む膜厚 : 20 μ m の熔融アルミニウムめっき層を形成した後、450°C×15 時間のポスト加熱で下地鋼とめっき層との界面に N を 5 原子%濃化させた熔融アルミニウムめっき鋼板を一方の被接合材に使用した。該熔融アルミニウムめっき鋼板では、Al-10.9 質量%Si-35.8 質量%Fe の Al-Fe-Si 三元合金層が下地鋼とめっき層との界面に生成していた。

10 相手材には、Si : 0.11 質量%, Fe : 0.25 質量%, Mg : 5.52 質量%, Cu : 0.35 質量%, Cr : 0.02 質量%, Zn : 0.01 質量%, 残部 Al で板厚 1.0mm のアルミニウム合金板を使用した。

熔融アルミニウムめっき鋼板、アルミニウム合金板から切り出した試験片を脱脂・洗浄した後、重ね合わせてスポット溶接機の電極間に挟み込み、3kN の圧力を加えた。電極に径 : 16mm, 先端アール : 40mm の銅合金チップを用い、最大溶接電流 : 25kA, 周波数 : 60Hz, 通電サイクル : 12 でスポット溶接した。
15

ナゲットの中心及び周縁から 1.5mm 内側のナゲット外周部に観察点を取り、サイクルごとに接合界面を観察し、接合界面にある合金層を SEM-EDX (840A, 日本電子株式会社製) で定量した。

20 図 2 の観察結果にみられるように、Al-Fe-Si 三元合金層は、ナゲット中心部、ナゲット外周部共に通電 : 1 サイクルで一部が熔融 Al に拡散していた。Al-Fe-Si 三元合金層の Si 濃度はナゲット外周部で 3.1 質量%, ナゲット中心部で 1.7 質量%に低下し、Fe 濃度はナゲット外周部でほとんど変わらず、ナゲット中心部で若干増加していた。

25 3 サイクル通電したとき、ナゲット外周部の Al-Fe-Si 三元合金層がほぼ完全に消失しており、熔融 Al に Al-Fe-Si 三元合金層が溶出したことが判る。他方、ナゲット中心部では、合金層が検出された。該合金層は、Si 濃度が 0.9 質量%と低く、Fe 濃度が 40.8 質量%と高いことから、Al-Fe-Si 三元合金層消失後の新たに生成した Al-Fe 二元合金層である。

通電を更に 6 サイクル繰り返した状態では、ナゲット外周部の接合界面に合金層はほとんど検出されなかったが、ナゲット中心部の接合界面には Si 濃度 0.8 質量％、Fe 濃度 46.0 質量％の Al-Fe 二元合金層が厚く成長していた。

ナゲット外周部に合金層がないため、スポット溶接で形成された接合部は、ナ
5 ギット中心部の Al-Fe 二元合金層を合金層消失域 9（図 1B）で取り囲み、更に
その周囲を Al-Fe-Si 三元合金層で取り囲んだ接合界面をもつ継手となる。

ナゲット径、合金層消失域の幅、Al-Fe 二元合金層の幅は、通電のサイクル
数に応じて変わるが、通電 5 サイクル以上で Al-Fe 二元合金層の幅がほぼ一定
となり、ナゲット径、合金層消失域の幅も増加率が大幅に低下した（図 3）。JIS
10 Z3136 で規定されている引張剪断試験で評価した接合強度も、通電 5 サイクル
以上で 3.5kN 以上の高い引張剪断強度（TSS）であり、アルミニウム材料相互
の継手強度と同等又はそれ以上の満足できる値が得られた。

継手の接合評価には引張剪断強度が通常使用されるが、剥離方向に弱い金属間
化合物が接合界面に発生しやすい異材接合継手では、剥離方向に沿った接合強度
15 を測定することにより継手としての工業的な適用可能性を判断できる。JIS
Z3137 に規定されている十字引張試験により剥離方向に沿った接合強度を調査
すると、剥離強度として 1.5kN 以上の十字引張強度（CTS）が得られ、アルミ
ニウム材料相互を接合した継手と同等又はそれ以上の値であった。

比較のため、Fe 濃度が 0.3 質量％と少ないめっき層を形成した溶融アルミニ
20 ウムめっき鋼板を同様な条件下でアルミニウム材料にスポット溶接したところ、
接合界面全域にわたって Al-Fe 二元合金層が生成した。そのため、引張剪断強
度が 2.5kN と著しく低く、十字引張強度も 1.0kN の低い値しか得られず、実用
に供し得ない接合構造体であった。Fe 濃度が 6.1 質量％と多いめっき層を形成
した溶融アルミニウムめっき鋼板を被溶接材に使用した場合でも、引張剪断強
25 度：3.0kN 以上、十字引張強度：1.0kN 以上の接合界面を形成できなかった。

〔実施例 2〕

C：0.05 質量％，Si：0.1 質量％，Mn：0.25 質量％，P：0.012 質量％，S：
0.006 質量％，Al：0.006 質量％の冷延鋼板を溶融アルミニウムめっきした。溶

融アルミニウムめっきでは、めっき層の Si 含有量が 1.8 質量％、3.5 質量％、9.2 質量％、15.6 質量％の 4 水準、Fe 含有量が 0.2～0.3 質量％、0.7～0.9 質量％、1.8～2.3 質量％、3.9～4.5 質量％、5.5～6.1 質量％の 5 水準となるように熔融めっき浴の組成、めっき条件を調整した。

- 5 相手材のアルミニウム材料には、Si : 0.10 質量％、Fe : 0.22 質量％、Mg : 2.67 質量％、Cu : 0.01 質量％、Cr : 0.19 質量％、Mn : 0.02 質量％、Zn : 0.01 質量％、残部 : Al で板厚 1.0mm のアルミニウム合金板を使用した。

- 10 熔融アルミニウムめっき鋼板、アルミニウム合金板から切り出された試験片を脱脂・洗浄した後、重ね合わせて交流式スポット溶接機（60Hz）で溶接した。スポット溶接では、径 : 16mm、先端アール : 75mm の銅合金チップを電極に用い、溶接電流 : 19kA、周波数 : 60Hz、通電サイクル : 12 の溶接条件を採用した。

スポット溶接で作製された鋼／アルミニウムの接合構造体を実施例 1 と同じ引張剪断試験、十字引張試験に供し、接合強度を測定した。

- 15 測定結果を示す表 1 にみられるように、熔融アルミニウムめっき層の Si、Fe 濃度が適正範囲（Si : 3～12 質量％、Fe : 0.5～5 質量％）に維持されていると引張剪断強度 : 3kN 以上、十字引張強度 : 1.5kN 以上の高い接合強度が得られた。

- 20 これに対し、Si、Fe 濃度が低いと、Al-Fe 二元合金層の占有面積率が大きくなり、引張剪断強度 : 3kN、十字引張強度 : 1.0kN に達しなかった。引張試験で破断した接合界面を観察すると、合金層間に連続的な割れが発生しており、Al-Fe 二元合金層が接合強度を低下させていることが確認された。

- 25 逆に Si、Fe 濃度が高すぎると、Al-Fe 二元合金層の占有面積率は小さいものの、接合強度は低い値を示した。この場合の接合強度の低下は、溶接部の Si、Fe 濃度が高すぎるにより脆性的な破壊が生じた結果と推察される。

表 1 : めっき層の Si, Fe 濃度が Al-Fe 二元合金層, 接合強度に及ぼす影響

めっき層の濃度 (質量%)		接合界面に占める Al-Fe 二元合金層の面積比率 (%)	引張剪断強度 TSS (kN)	十字引張強度 CTS (kN)	区分
Si	Fe				
1.8	0.2	100	2.7	0.7	比較例
	0.9	100	2.7	0.9	"
	2.3	100	2.6	0.9	"
	4.5	100	2.6	1.0	"
	5.5	100	2.7	0.7	"
3.5	0.2	98	2.8	1.0	"
	0.8	85	3.3	1.5	本発明例
	1.8	77	3.7	1.8	"
	3.9	70	4.0	2.0	"
	5.7	70	2.7	1.0	比較例
9.2	0.3	98	2.8	1.0	"
	0.8	83	3.4	1.5	本発明例
	2.1	75	3.9	1.9	"
	4.1	70	4.1	2.0	"
	5.8	70	2.6	1.0	比較例
15.6	0.2	93	2.8	0.7	"
	0.7	84	2.6	0.9	"
	2.1	75	2.7	0.9	"
	4.3	72	2.7	0.8	"
	5.7	73	2.7	0.8	"

〔実施例 3〕

相手材として Mg, Si, Al 含有量が種々異なるアルミニウム合金板を使用する
 以外は、実施例 1 と同じ条件下で Si : 9.2 質量%, Fe : 4.1 質量%の溶融アルミ
 ニウムめっき層が形成されためっき鋼板とスポット溶接した。得られた鋼／アル
 ミニウムの接合構造体を引張剪断試験, 十字引張試験に供し、接合強度を測定し
 た。

表 2 の測定結果にみられるように、Mg, Si 含有量をそれぞれ Mg : 0.1~6.0
 質量%, Si : 3.0 質量%以下の範囲に維持したアルミニウム合金板を使用したと
 き、引張剪断強度, 十字引張強度が一層高い接合構造体であった。接合構造体の
 接合強度はアルミニウム合金板の Fe 含有量にも影響され、Fe 含有量を 1.0 質
 量%以下に規制することによって引張剪断強度 : 4.0kN 以上, 十字引張強度 :
 1.6kN 以上が確保された (Nos. 2, 4)。

表 2 : アルミニウム合金板の組成が接合構造体の剪断強度に及ぼす影響

試験 No.	アルミニウム合金の合金成分 (質量%)			引張剪断強度 TSS (kN)	十字引張強度 CTS (kN)
	Mg	Si	Fe		
1	0.05	1.00	0.40	3.1	1.3
2	2.50	0.25	0.40	4.3	1.9
3	6.50	1.00	0.40	3.3	1.5
4	0.60	1.00	0.40	4.3	2.0
5	0.60	3.30	0.40	3.3	1.4
6	0.60	1.00	1.20	3.2	1.4

産業上の利用可能性

以上に説明したように、本発明の接合構造体は、鋼／アルミニウムの接合界面

- 全域に脆弱な Al-Fe 二元合金層が接合界面全域に生成することなく、ナゲット中心部の接合界面に生成する Al-Fe 二元合金層の周囲を合金層消失域で取り囲み、接合界面に占める Al-Fe 二元合金層の割合を面積比 90%以下に抑えている。そのため、鋼材，アルミニウム材料が強固に接合され、アルミニウム材料，鋼材
- 5 の長所を活かした接合構造体として、車輛構造体，熱交換器等、種々の構造部材に使用される。

請求の範囲

1. 溶融アルミニウムめっき鋼板にアルミニウム又はアルミニウム合金をスポット溶接で積層した接合構造体であり、溶融アルミニウムめっき層が Si : 3~12 質量%, Fe : 0.5~5 質量%, Al : 実質的に残部の組成をもち、接合界面に占める Al-Fe 二元合金層の面積比率が 90%以下に抑えられ、下地鋼と溶融アルミニウムめっき層との界面に生じている Al-Fe-Si 三元合金層と接合界面の Al-Fe 二元合金層との間に合金層消失域が存在していることを特徴とする鋼／アルミニウムの接合構造体。
2. 溶融アルミニウムめっき鋼板が N : 0.002~0.020 質量%を含む鋼材を下地鋼とし、下地鋼と溶融アルミニウムめっき層の界面に N : 3.0 原子%以上の N 濃縮層が形成されている請求項 1 記載の接合構造体。
3. アルミニウム又はアルミニウム合金の Fe 含有量が 1.0 質量%以下に規制されている請求項 1 又は 2 記載の接合構造体。
4. 請求項 1~3 何れかに記載のアルミニウム合金が Mg : 0.1~6.0 質量%, Si : 3.0 質量%以下を含むアルミニウム合金である接合構造体。

FIG.1A

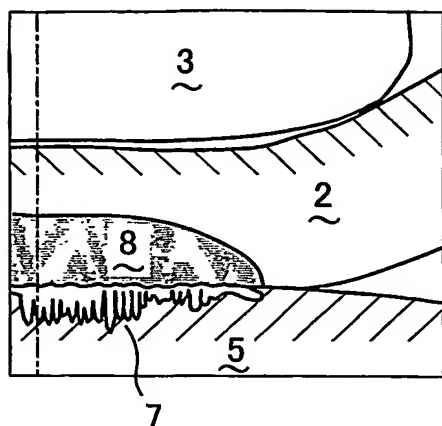


FIG.1B

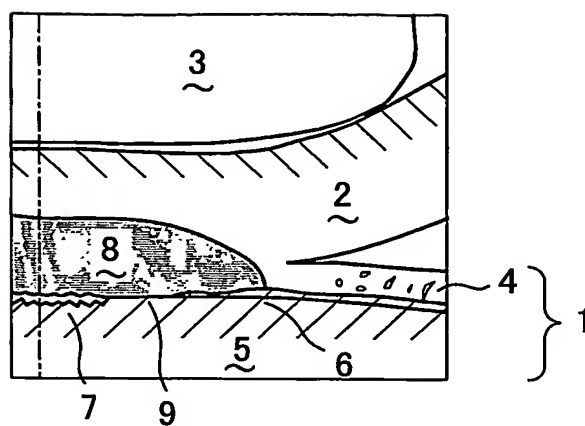
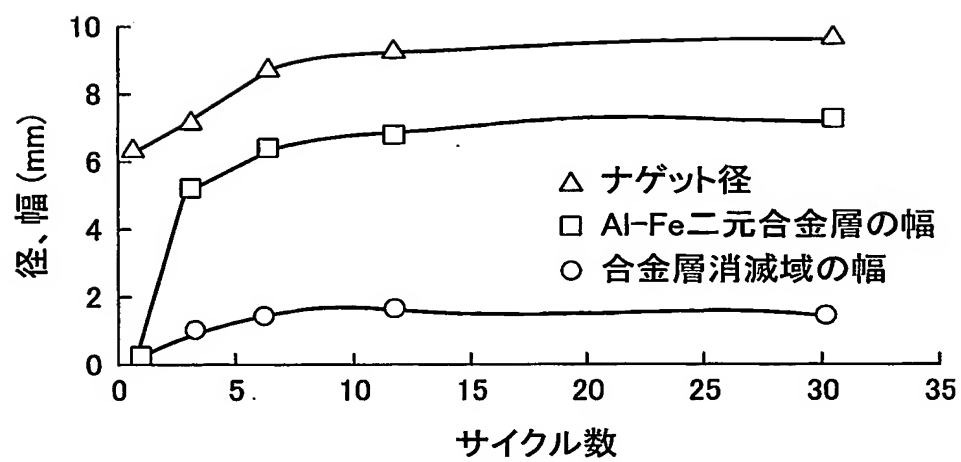


FIG.2

通電サイクル	ナゲット外周部	ナゲット中心
1	<p>Si:3.1%, Fe:35.6%</p>	<p>Si:1.7%, Fe:37.6%</p>
3		<p>Si:0.9%, Fe:40.8%</p>
6		<p>Si:0.8%, Fe:46.0%</p>

1 μ m

FIG.3



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/014545

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ B23K11/20, B23K11/16, C23C2/12, C22C21/02

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ B23K11/20, B23K11/16, C23C2/12, C22C21/02

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2004

Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2004 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2003-145278 A (Kobe Steel, Ltd.), 20 May, 2003 (20.05.03), Par. Nos. [0017], [0018] (Family: none)	1-4
Y	JP 9-228018 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 02 September, 1997 (02.09.97), Par. Nos. [0004], [0011] (Family: none)	1-4
Y	JP 9-220692 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 26 August, 1997 (26.08.97), Par. Nos. [0004], [0011] (Family: none)	1-4

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
07 December, 2004 (07.12.04)

Date of mailing of the international search report
21 December, 2004 (21.12.04)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/014545

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2002-256407 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 11 September, 2002 (11.09.02), Table 1 & EP 593034 A2	1
Y	JP 7-90460 A (Kawasaki Steel Corp.), 04 April, 1995 (04.04.95), Table 1 (Family: none)	3, 4

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ B23K11/20, B23K11/16, C23C2/12, C22C21/02

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ B23K11/20, B23K11/16, C23C2/12, C22C21/02

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年

日本国公開実用新案公報 1971-2004年

日本国実用新案登録公報 1996-2004年

日本国登録実用新案公報 1994-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	J P 2003-145278 A (株式会社神戸製鋼所) 2003. 05. 20, 【0017】, 【0018】 (ファミリーなし)	1-4
Y	J P 9-228018 A (日新製鋼株式会社) 1997. 09. 02, 【0004】, 【0011】 (ファミリーなし)	1-4
Y	J P 9-220692 A (日新製鋼株式会社) 1997. 08. 26, 【0004】, 【0011】 (ファミリーなし)	1-4

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)

「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

07. 12. 2004

国際調査報告の発送日

21.12.2004

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

金澤 俊郎

3P

3319

電話番号 03-3581-1101 内線 3363

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	JP 2002-256407 A (日新製鋼株式会社) 2002. 09. 11, 表1 & EP 593034 A2	1
Y	JP 7-90460 A (川崎製鉄株式会社) 1995. 04. 04, 表1 (ファミリーなし)	3, 4